УДК 621.762

ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОЕ СПЕКАНИЕ ЖЕЛЕЗО-ТИТАНОВОГО АНТИФРИКЦИОННОГО СПЛАВА

С.В. Матренин, А.И. Слосман, Ю.В. Мячин

Томский политехнический университет
E-mail: slosmsn@tpu.ru

Показана возможность получения антифрикционного железо-титанового сплава путем спекания соответствующих порошков в плазме тлеющего разряда. Исследованы закономерности уплотнения материала при спекании и физико-механические свойства спеченных образцов в зависимости от способа введения в шихту титана и условий спекания. Обнаружено значительное упрочнение поверхностного слоя образцов, спеченных в аммиачной плазме тлеющего разряда. Установлен оптимальный режим спекания железо-титанового сплава.

Порошковые антифрикционные материалы предназначены для производства изделий с низкими потерями на трение, у которых коэффициент трения обычно ≤0,3. Такие материалы работают, в основном, при ограниченной смазке, скоростях скольжения ≤6 м/с и давлениях ≤25 МПа. При производстве антифрикционных материалов им придается свойство самосмазываемости путем пропитки пор маслами. Их структура должна отвечать правилу Шарпи, т.е. представлять собой сочетание твердых и более мягких структурных составляющих, причем мягкой составляющей в таких антифрикционных материалах являются поры, заполненные маслом, обладающие нулевой твердостью. Такие материалы имеют хорошую прирабатываемость и приемлемые трибологические характеристики.

Одной из важнейших задач в технологии антифрикционных материалов является повышение их физико-механических свойств, особенно износостойкости [1]. Для регулирования свойств антифрикционного материала в шихту часто вводят различные добавки, что приводит к гетерогенизации структуры [2]. Так, введение включений твердой фазы в пластическую металлическую матрицу позволяет добиться оптимального распределения напряжений, когда нагрузка передается на твердые составляющие структуры, имеющие более низкие коэффициенты трения и не изнашивающие существенно шейку вала. При этом прирабатываемость обеспечивается пластической матрицей.

В данной работе исследовалась возможность применения спекания железотитановых антифрикционных сплавов в плазме тлеющего разряда. При этом происходит существенная активация процесса спекания [3] и упрочнение поверхностного слоя за счет образования в нем нитридов.

Интенсивный нагрев прессовок, обеспечивающий их спекание, возможен в области аномального тлеющего разряда на участке возрастающей вольтамперной характеристики. Для обеспечения устойчивости тлеющего разряда и предотвращения перехода его в дуговой в электрическую схему вводится регулируемое балластное сопротивление. Нагрев до требуемой температуры, изотермическая выдержка и охлаждение достигаются регулированием разности потенциалов между катодом и анодом, а также изменением давления газа внутри камеры. При этом изменяется ионный ток. Если газ содержит азот, то процесс нагрева материала в тлеющем разряде может сопровождаться азотированием, что приводит к повышению твердости, износостойкости и усталостной прочности поверхностного слоя.

Исследования проводили на антифрикционном материале, содержащем 95 мас. % Fe и 5 мас. % Ti. Железный порошок достаточно широко использует-

ся в порошковой металлургии в качестве основы для получения антифрикционных материалов. Добавку титанового порошка использовали с целью придания материалу достаточной прочности (за счет твердорастворного упрочнения), а также в качестве сильного нитридообразующего элемента для повышения поверхностной твердости при азотировании. Шихту указанного состава готовили из порошков железа марки ПЖ4М3, титанового порошка марки ПТМ и порошка ферротитана с 30 мас. % содержанием Ti.

Рассев порошков проводили на вибросите, выделяя фракцию –200+50. После рассева эту фракцию с добавкой титана или ферротитана смешивали в лабораторном смесителе: порошок железа и порошок титана в весовом отношении 95:5, порошок железа и порошок ферротитана в весовом соотношении 86,3:16,7. Таким образом, в одном случае титан вводился в шихту в чистом виде, в другом – в виде ферротитана.

Образцы готовили методом двухстороннего статического прессования на гидравлическом прессе типа Р-20 при давлении 600 МПа, затем спекали в лабораторной установке для спекания в плазме тлеющего разряда с использованием эффекта «полого катода» [3].

В тлеющем разряде с полым катодом получают значительные плотности тока (50 А/см^2 и выше) [4]. В этом случае почти вся энергия тлеющего разряда концентрируется внутри полого катода, что имеет важное практическое значение при использовании разряда как источника эффективного нагрева помещенного внутрь полости объекта. Полый катод может быть выполнен в виде параллельных пластин, полого цилиндра, чаши, кольца, сферы из металлической сетки и т.д. В данной работе использован цилиндрический полый катод (рис. 1).

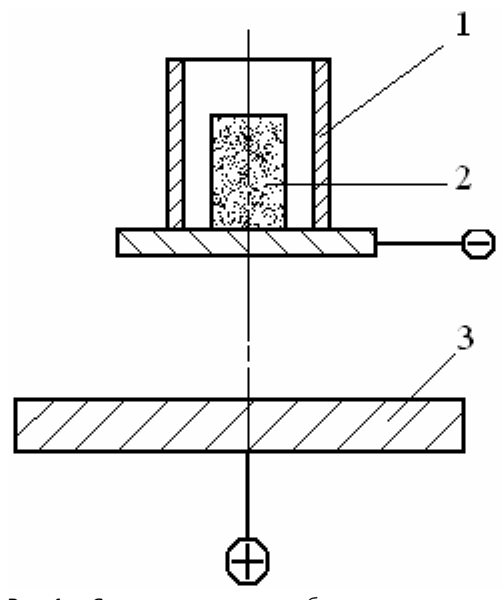


Рис. 1. *Схема для спекания образцов в тлеющем разряде: 1) полый катод; 2) спекаемое изделие; 3) анод*

Температуру спекания 1000...1250 °С варьировали изменением величины разрядного тока в пределах 0,1...0,6 А при напряжении 450...650 В. Контроль температуры производился при помощи оптического пирометра «Проминь» с погрешностью ±10°. Время изотермической выдержки при заданной температуре спекания варьировали в пределах 0,5...2 ч. Спекание проводили в воздушной и аммиачной плазме тлеющего разряда при давлении 0,1 Па.

У спеченных образцов определяли плотность (ρ) методом гидростатического взвешивания, линейную усадку ($\Delta l/l$), микротвердость (H_{20}) вдавливанием алмазной пирамиды при нагрузке 0,2 Н на микротвердомере ПМТ-3. На нетравленых микрошлифах исследовали характер и распределение пор (оптический микроскоп Неофот-21). Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре ДРОН–3. Использовали FeKα-излучение, λ_α=1,93728 Å. Период кристаллической решетки (a) определяли по углу линии (211) α-Fe.

Результаты измерения плотности спеченных образцов приведены на рис. 2. Видно, что плотность образцов, спеченных в аммиачной плазме при прочих равных условиях выше, чем у образцов, спеченных в воздушной плазме. Это можно объяснить активацией процесса спекания за счет протекания химических взаимодействий между железом, титаном и ионами азота, входящими в состав плазмы тлеющего разряда. По-видимому, подобная активация имеет место лишь при наличии ионизированного водорода, т.к. азот присутствует и в плазме воздуха. Зависимость плотности спеченных образцов от температуры спекания в исследуемом интервале не имеет выраженного характера. Влияние времени изотермической выдержки (τ) при температуре спекания на плотность и другие свойства оценивалось на образцах состава Fe-Ti. Результаты приведены в таблице.

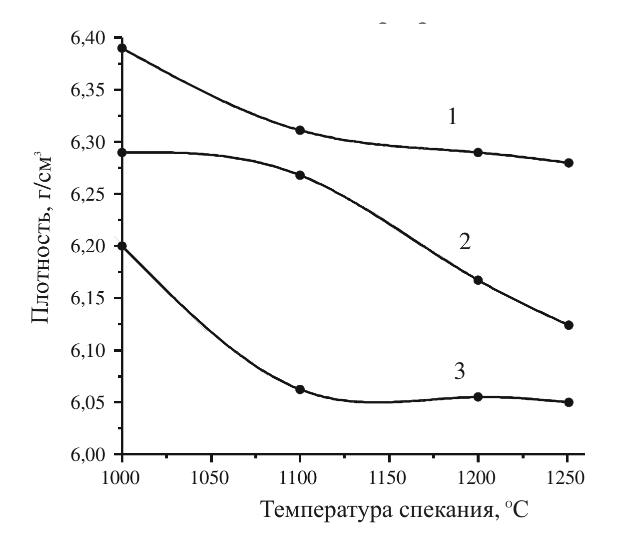


Рис. 2. *Зависимость плотности спеченных образцов от температуры спекания: 1) Fe-FeTi, аммиачная плазма; 2) Fe-FeTi, воздушная плазма; 3) Fe-Ti, аммиачная плазма*

Таблица. *Свойства сплава Fe-Ti, спеченного при различных временах изотермической выдержки*

τ, ч	ρ, г/см³	$\Delta l/l$, %	H_{20}, МПа	a, Å
0,5	6,00	–1,31	1600	2,8600
1	6,07	–1,42	1090	2,8608
2	5,95	–1,25	1140	2,8595

Данные по усадке спеченных образцов представлены на рис. 3. У образцов, спеченных в воздушной плазме, усадку не определяли из-за значительного образования окалины. Практически при всех режимах спекания наблюдается незначительный рост образцов: 0,2...1,4 %.

Такое явление отмечается в ряде систем с ограниченной взаимной растворимостью компонентов [5]. В условиях спекания прессовок из смесей порошков титана и железа при температурах выше точки первого эвтектического превращения (1085 °C), вследствие эффекта контактного плавления на границе частиц Ti и FeTi образуется жидкая фаза, которая хорошо смачивает поверхность частиц титана. На границах с частицами железа вследствие интенсивного взаимодействия, ведущего к образованию интерметаллидов (Fe_2Ti, FeTi), процесс растекания жидкой фазы быстро тормозится и в конечном итоге прекращается. Создается локально-неоднородное распределение жидкой фазы, при котором она теряет возможность доступа ко всем частицам железа. Кроме того, интенсивный рост кристаллов интерметаллидов ведет к возникновению локальных деформаций и распирающих усилий. Очевидно, действием этих факторов и объясняется рост прессовок в системе титан-железо [5].

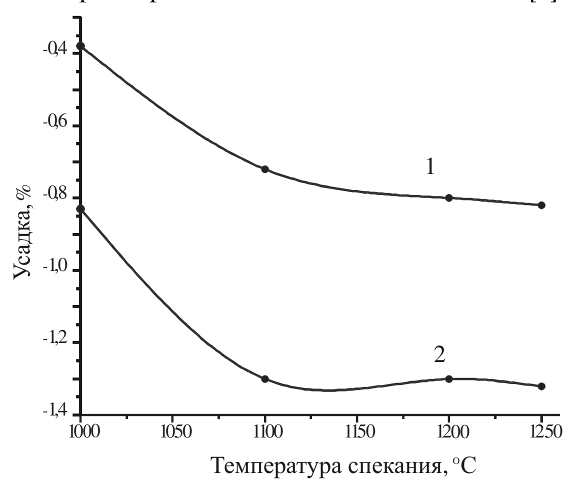


Рис. 3. *Зависимость усадки спеченных образцов от температуры спекания в аммиачной плазме: 1) Fe-FeTi, 2) Fe-Ti*

Металлографические исследования показали, что спеченный сплав на основе Fe-FeTi имеет однородную пористость, в отличие от сплава на основе Fe-Ti, в структуре которого наряду с порами размером наблюдались крупные поры (до 0,5 мм).

Данные по микротвердости представлены на рис. 4. Микротвердость образцов измеряли на микрошлифах в направлении, перпендикулярном поверхности образца к сердцевине на глубину 50 мкм – с шагом 10 мкм, далее – с шагом 50 мкм. Измерения начинали с отпечатка на поверхности. Для обработки экспериментальных значений микротвердости использовали функцию supsmooth программы Mathcad.

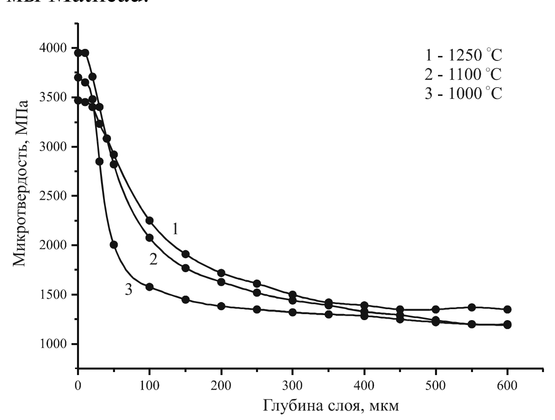


Рис. 4. *Распределение микротвердости по глубине поверхностного слоя для образцов из Fe-FeTi, спеченных при различных температурах в аммиачной плазме*

У всех образцов, спеченных в аммиачной плазме, наблюдается упрочненный слой толщиной около 100 мкм, твердость которого примерно в 2,5 раза выше твердости сердцевины. У образцов, спеченных в воздушной плазме, повышения твердости поверхностного слоя по сравнению с сердцевиной не обнаружено.

Таким образом, данные измерения микротвердости свидетельствуют об упрочнении поверхностного слоя образцов из железо-титанового порошка при спекании в аммиачной плазме тлеющего разряда, хотя металлографический анализ шлифов данных образцов, протравленных 5 % спиртовым раствором HNO_3, упрочненного слоя не выявил. Повышение твердости поверхностного слоя образцов можно объяснить насыщением γ-Fe(Ti) азотом во время спекания. В результате формируется азотированный слой толщиной до 200 мкм с переменным содержанием азота. После охлаждения сплава азотированный слой приобретает структуру смеси α-, γ'- и ε-фаз в соответствии с диаграммой состояния Fe-N. Кроме того, поверхностный слой должен содержать частицы TiN.

Результаты рентгенографических исследований спеченных образцов приведены на рис. 5. С увеличением температуры спекания параметр ячейки α-Fe растет. Пики отражения от нитридных фаз, из которых предположительно должен состоять упрочненный поверхностный слой, не зарегистрированы. Видимо, слой слишком тонок, так что фазы, его составляющие, не выявляются в общей дифракционной картине. Рост параметра ячейки с увеличением температуры спекания объясняется образованием твердого раствора Ti в Fe. При этом происходит замена части атомов железа с атомным радиусом 1,26 Å атомами титана, радиус которых равен 1,46 Å [6]. Чем выше температура спекания, тем больше титана растворяется в железе. Это приводит к увели-

чению межатомных расстояний и параметра ячейки кристаллической структуры сплава. В бóльшей мере этот эффект проявляется у образцов состава Fe-FeTi при спекании их в плазме аммиака.

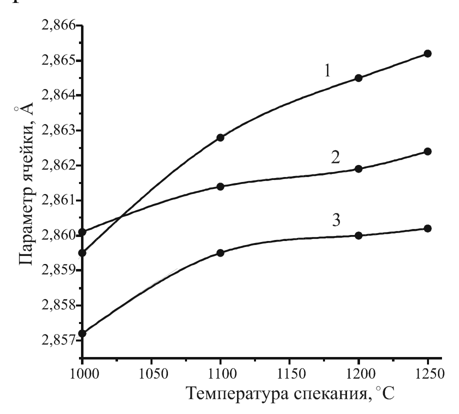


Рис. 5. *Зависимость параметра ячейки кристаллической решетки спеченного материала от температуры спекания: 1) Fe-FeTi, в аммиачной плазме; 2) Fe-FeTi, в воздушной плазме; 3) Fe-Ti, в аммиачной плазме*

В таблице приведены физико-механические характеристики материала состава Fe-Ti, спеченного при различных временах изотермической выдержки и температуре 1250 °С в аммиачной плазме тлеющего разряда. Видно, что увеличение времени выдержки свыше 1 ч не приводит к заметному повышению плотности и твердости спеченного материала и изменению параметра кристаллической ячейки.

Выводы

1. Показана возможность получения металлических антифрикционных железо-титановых сплавов путем их спекания в плазме тлеющего разряда.
2. Установлено, что предпочтительным является введение титана в состав шихты в виде ферротитана. Образцы, спрессованные из полученной таким образом шихты, при спекании имеют практически нулевую усадку, что является важным технологическим достоинством. Спеченный сплав на основе Fe-FeTi имеет однородную пористость, в отличие от сплава на основе Fe-Ti, в структуре которого наблюдались крупные поры (до 0,5 мм).
3. Показано, что образцы, спеченные в аммиачной плазме, имеют поверхносто-упрочненный слой толщиной до 100 мкм, твердость которого примерно в 2,5 раза выше твердости сердцевины. Повышение твердости поверхностного слоя образцов обусловлено азотированием твердого раствора γ-Fe(Ti) во время спекания. После охлаждения сплава азотированный слой приобретает структуру смеси твердого раствора азота в железе, нитридов железа и нитрида титана.
4. Рентгенографические исследования железо-титанового сплава показали увеличение параметра ячейки кристаллической решетки с ростом температуры спекания. Это объясняется увеличением доли растворенного титана в железе при повышении температуры.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Кутьков А.А. Износостойкие и антифрикционные покрытия. – М.: Машиностроение, 1976. – 152 с.
2. Шанта В.Н. Порошковая металлургия. Спеченные композиционные антифрикционные материалы. – Киев: Наукова думка, 1980. – 403 с.
3. Слосман А.И., Матренин С.В. Электроразрядное спекание керамики на основе диоксида циркония // Огнеупоры. – 1994. – № 9. – С. 24–27.
4. Крейндель Ю.Е., Лемешев Н.М., Слосман А.И. Эффект полого катода при азотировании в тлеющем разряде // Электронная обработка материалов. – 1990. – № 6. – С. 53–56.
5. Кивало Л.И., Григоренко Н.Ф., Скороход В.В. Контактное взаимодействие между жидкой и твердой фазами в дисперсной системе титан – железо // Порошковая металлургия. – 1988. – № 9. – С. 25–28.
6. Бокий Г.Б. Кристаллохимия. – М.: Наука, 1971. – 400 с.